

日本国特許庁
JAPAN PATENT OFFICE

31. 3. 2004

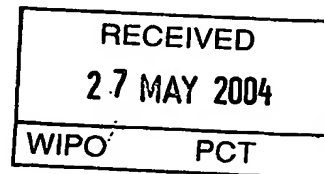
別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出願年月日
Date of Application: 2003年 3月31日

出願番号
Application Number: 特願2003-095742
[ST. 10/C]: [JP 2003-095742]

出願人
Applicant(s): 独立行政法人物質・材料研究機構
住友金属工業株式会社
三菱重工業株式会社

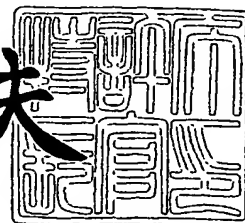


PRIORITY DOCUMENT
SUBMITTED OR TRANSMITTED IN
COMPLIANCE WITH
RULE 17.1(a) OR (b)

2004年 5月13日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

今井康夫



【書類名】 特許願
【整理番号】 NP03101-KM
【提出日】 平成15年 3月31日
【あて先】 特許庁長官 殿
【国際特許分類】 F16B 5/08
【発明の名称】 焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の溶接継手
【請求項の数】 5

【発明者】

【住所又は居所】 茨城県つくば市千現一丁目2番1号

独立行政法人物質・材

料研究機構内

【氏名】 田淵 正明

【発明者】

【住所又は居所】 茨城県つくば市千現一丁目2番1号

独立行政法人物質・材

料研究機構内

【氏名】 岡田 浩一

【発明者】

【住所又は居所】 茨城県つくば市千現一丁目2番1号

独立行政法人物質・材

料研究機構内

【氏名】 近藤 雅之

【発明者】

【住所又は居所】 茨城県つくば市千現一丁目2番1号

独立行政法人物質・材

料研究機構内

【氏名】 塚本 進

【発明者】

【住所又は居所】 茨城県つくば市千現一丁目2番1号

独立行政法人物質・材

料研究機構内

【氏名】 阿部 富士雄

【特許出願人】

【識別番号】 301023238

【氏名又は名称】 独立行政法人物質・材料研究機構

【特許出願人】

【識別番号】 595013553

【氏名又は名称】 住友金属工業株式会社

【特許出願人】

【識別番号】 000006208

【氏名又は名称】 三菱重工業株式会社

【代理人】

【識別番号】 100093230

【弁理士】

【氏名又は名称】 西澤 利夫

【電話番号】 03-5454-7191

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 009911

【納付金額】 4,200円

【その他】 国等以外の全ての者の持分の割合 20/100

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【ブルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の溶接継手

【特許請求の範囲】

【請求項1】 焼き戻しマルテンサイト組織を有する耐熱鋼の溶接熱影響部における細粒部のクリープ強度が、母材のクリープ強度の90%以上であることを特徴とする焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の溶接継手。

【請求項2】 焼き戻しマルテンサイト組織を有する耐熱鋼が、重量%で、 $B: 0.003 \sim 0.03\%$ を含有する請求項1記載の焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の溶接継手。

【請求項3】 焼き戻しマルテンサイト組織を有する耐熱鋼が、重量%で、 $C: 0.03 \sim 0.15\%$ 、 $Si: 0.01 \sim 0.9\%$ 、 $Mn: 0.01 \sim 1.5\%$ 、 $Cr: 8.0 \sim 13.0\%$ 、 $Al: 0.0005 \sim 0.02\%$ 、 $Mo+W/2: 0.1 \sim 2.0\%$ 、 $V: 0.05 \sim 0.5\%$ 、 $N: 0.06\%$ 以下、 $Nb: 0.01 \sim 0.2\%$ 、 $(Ta+Ti+Hf+Zr): 0.01 \sim 0.2\%$ の内のいずれか1種又は2種以上を含有し、残部がFe及び不可避免の不純物である請求項2記載の焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の溶接継手。

【請求項4】 焼き戻しマルテンサイト組織を有する耐熱鋼が、さらに、重量%で、 $Co: 0.1 \sim 5.0\%$ 、 $Ni: 0.5\%$ 以下、 $Cu: 1.7\%$ 以下の内のいずれか1種又は2種以上を含有する請求項3記載の焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の溶接継手。

【請求項5】 焼き戻しマルテンサイト組織を有する耐熱鋼が、さらにまた、重量%で、 $P: 0.03\%$ 以下、 $S: 0.01\%$ 以下、 $O: 0.02\%$ 以下、 $Mg: 0.01\%$ 以下、 $Ca: 0.01\%$ 以下、Y及び希土類元素:合計で 0.01% 以下の内のいずれか1種又は2種以上を含有する請求項4記載の焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の溶接継手。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本願発明は、焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の溶接継手に関するものである

。さらに詳しくは、本願発明は、クリープ強度が著しく低下するH A Z細粒部の形成が抑制された焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の溶接継手に関するものである。

【0002】

【従来の技術とその課題】

焼き戻しマルテンサイト耐熱鋼は、ASME T91、P92、P122に代表されるように、優れた高温クリープ破断強度を有し、火力発電プラントや原子力発電設備をはじめとする高温プラントの耐熱耐圧部材に使用されている。だが、多くの場合、高温プラントにおいて焼き戻しマルテンサイト耐熱鋼の耐圧部材や耐圧部品は溶接により作製され、溶接部は、母材と異なる組織を有するため、母材よりクリープ強度が低下する 경우가しばしばある。したがって、溶接部のクリープ破断強度は、高温プラントの性能にとって重要なファクターとなっている。

【0003】

高温プラントにおける耐熱耐圧部に使用する溶接方法には、TIG溶接、被覆アーク溶接、サブマージアーク溶接等が挙げられるが、いずれの方法によっても、溶接部には、溶接時に加えられる熱により組織が変化する部分(熱影響部、H A Z)が生じる。焼き戻しマルテンサイト耐熱鋼のH A Zは、溶接時に瞬間的な温度上昇であっても、 A_{C1} 点以上の温度にさらされることにより組織が変化するため、母材(非熱影響部)と比べクリープ強度が低下するという問題がある。すなわち、母材と溶接部を含んだ溶接継手を試験片平行部としてクリープ試験を行うと、H A Zにおいて破断する。

【0004】

焼き戻しマルテンサイト耐熱鋼は A_{C1} 点以上の温度にさらされると、焼き戻しマルテンサイト組織の母相であるフェライトがオーステナイトに変態する。この変態において新たに生じたオーステナイトの組織は、元の焼き戻しマルテンサイトの組織を壊すように形成する。つまり、 A_{C1} 点以上の温度で生じるオーステナイト粒は、焼き戻しマルテンサイトの母相であるフェライト粒による組織に依存せず、フェライト粒による組織を侵食するように生成し、粒成長する。 A_{C3} 点以

上の温度になると、母相は全てオーステナイトとなり、元の焼き戻しマルテンサイトの組織は失われる。

【0005】

したがって、 A_{C1} 点～ A_{C3} 点付近の温度ではオーステナイト粒が多数新たに生じるため、粒径が非常の細かい組織（HAZ細粒部）になる。 A_{C3} 点付近以上から融点にかけての温度ではオーステナイト粒は粗大化し、 A_{C1} 点～ A_{C3} 点付近の温度にさらされた部分の組織と比較すると、相対的に旧オーステナイト粒径が大きい組織（HAZ粗粒部）となる。

【0006】

ところで、市販されているP92やP122等では、母材の旧オーステナイト粒径がHAZ粗粒部の旧オーステナイト粒径よりも大きくなっている。すなわち、 1090°C 以下の温度で焼きならしされているP92やP122等のHAZでは、母材より旧オーステナイト粒径が細かい。これまでにP92やP122等の焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の溶接継手についてクリープ強度を調査してきた結果、HAZ細粒部でクリープ強度が著しく低下することが分かっている。P92やP122等の焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の溶接継手では、クリープ試験において、HAZ細粒部で破断するTYPE—I V破壊が生じ、 650°C ではクリープ破断時間は母材の20%程度まで低下する。

【0007】

そこで、HAZ細粒部におけるクリープ強度の劣化抑制のために、母材中にTi、Zr、Hf系の炭窒化物を生成させることが提案されている（たとえば、特許文献1参照）。また、粒子径が $0.002\sim 0.1\mu\text{m}$ のMg含有酸化物粒子及びMg含有酸化物とこれを核として析出する炭窒化物とからなる粒子径が $0.005\sim 2\mu\text{m}$ の複合粒子の1種又は2種を合計で $1\times 10^4\sim 1\times 10^8$ 個/ m^2 含有させることが提案されている（たとえば、特許文献2参照）。さらに、Ta酸化物によるHAZのクリープ強度の劣化抑制が提案されている（たとえば、特許文献3参照）。さらにまた、WとMoのバランスを最適なものとすることやWの添加とNb、Taによる炭窒化物によりHAZのクリープ強度の劣化を抑制することが提案されている（たとえば、特許文献4、5参照）。この他、Cu

とNiの添加によってHAZの固溶強化と延性向上を図り、HAZのクリープ強度の劣化抑制が提案されている（たとえば、特許文献6）。

【0008】

しかしながら、P92やP122等の溶接継手のクリープ試験において、HAZ、特にHAZ細粒部で見られる破壊は、旧オーステナイト粒界を主とする粒界でボイドが形成され、これが連結していくことによる。このような破壊からすれば、旧オーステナイト粒径が小さいことは、ボイドの生成サイトを多くし、ボイドが連結しやすくなるため、HAZのクリープ強度劣化の重要な要因の一つと考えられる。

【0009】

本願発明は、以上のとおりの事情に鑑みてなされたものであり、クリープ強度が著しく低下するHAZ細粒部の形成が抑制された焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の溶接継手を提供することを解決すべき課題としている。

【0010】

【特許文献1】

特開平8-85848号公報

【特許文献2】

特開2001-1927761号公報

【特許文献3】

特開平6-65689号公報

【特許文献4】

特開平11-106860号公報

【特許文献5】

特開平9-71845号公報

【特許文献6】

特開平5-43986号公報

【0011】

【課題を解決するための手段】

本願発明は、上記の課題を解決するものとして、焼き戻しマルテンサイト組織

を有する耐熱鋼の溶接熱影響部における細粒部のクリープ強度が、母材のクリープ強度の90%以上であることを特徴とする焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の溶接継手（請求項1）を提供する。

【0012】

本願発明は、好ましい態様として、焼き戻しマルテンサイト組織を有する耐熱鋼が、重量%で、B: 0.003~0.03%を含有すること（請求項2）、焼き戻しマルテンサイト組織を有する耐熱鋼が、重量%で、C: 0.03~0.15%、Si: 0.01~0.9%、Mn: 0.01~1.5%、Cr: 8.0~13.0%、Al: 0.0005~0.02%、Mo+W/2: 0.1~2.0%、V: 0.05~0.5%、N: 0.06%以下、Nb: 0.01~0.2%、(Ta+Ti+Hf+Zr): 0.01~0.2%の内のいずれか1種又は2種以上を含有し、残部がFe及び不可避免の不純物であること（請求項3）、焼き戻しマルテンサイト組織を有する耐熱鋼が、さらに、重量%で、Co: 0.1~5.0%、Ni: 0.5%以下、Cu: 1.7%以下の内のいずれか1種又は2種以上を含有すること（請求項4）、そして、焼き戻しマルテンサイト組織を有する耐熱鋼が、さらにまた、重量%で、P: 0.03%以下、S: 0.01%以下、O: 0.02%以下、Mg: 0.01%以下、Ca: 0.01%以下、Y及び希土類元素: 合計で0.01%以下の内のいずれか1種又は2種以上を含有する（請求項5）を提供する。

【0013】

【発明の実施の形態】

焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼を溶接時のように加熱した際に母相のフェライトがオーステナイトに変態する現象において、オーステナイト粒の形成を母相のフェライト粒の形状や結晶方位等に依存させることができれば、加熱時に生じるオーステナイト組織は、溶接前の焼き戻しマルテンサイト組織と同様若しくは類似した組織となるはずである。また、加熱終了後、冷却される際に、 A_{C1} 点以上の加熱により形成されたオーステナイトは、冷却過程でマルテンサイト変態して組織は溶接前の焼き戻しマルテンサイト組織と同様若しくは類似した組織となるはずである。このように、オーステナイト粒の形成を母相のフェライト粒の形

状や結晶方位等に依存させることができれば、HAZの組織に大きな変化がなくなり、概ね母材と同じクリープ破断強度を示すものと考えられる。

【0014】

ただし、オーステナイト粒の形成を母相のフェライト粒の形状や結晶方位等に依存させるとしても、HAZの全域を母材と同様な組織に維持させることは難しい。なぜならば、溶接時に A_{C3} 点以上かつ母材の焼ならし温度以上の温度にさらされた箇所では、母材の焼き戻しマルテンサイト組織と同様なオーステナイト組織が形成された後、オーステナイト粒が成長して粒径が粗大化してしまう可能性があるからである。

【0015】

しかしながら、HAZ細粒部は、図1に示したように、概ねHAZの幅半分の領域を占め、おおよそ焼ならし温度より低い温度にさらされる程度であり、HAZ細粒部に相当する領域の大半を母材と同様な組織に維持することはできると考えられる。したがって、オーステナイト粒の形成を母相のフェライト粒の形状や結晶方位等に依存させ、HAZ細粒部に相当する領域の大半を母材と同様な組織に維持させた場合、HAZを溶接時の入熱により組織が大きく変化した箇所と仮定すると、HAZ幅は、従来の焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の継手と比べ狭くなり、溶接継手のクリープ破断強度は向上するはずである。このような見かけのHAZ幅の減少は、従来のHAZ細粒部の消失若しくは減少と見ることができる。

【0016】

また、オーステナイト粒の形成を母相のフェライト粒の形状や結晶方位等に依存させても、母材の焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の旧オーステナイト粒界近傍では、母相のフェライト粒の形状や結晶方位等に依存せず、新たにオーステナイトが形成されやすい。このため、部分的に母相のフェライト粒の形状や結晶方位等に依存しないオーステナイト粒が A_{C1} 点以上に加熱された箇所に形成されることになるが、このようなオーステナイトの量が少なく、大半が母相のフェライト粒の形状や結晶方位等に依存したオーステナイト粒とすることができれば、HAZ細粒部の減少に相当すると考えられる。

【0017】

さらに、焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の変態は、加熱した際にオーステナイトに変態すると同時にオーステナイト粒の再結晶が生じ、細粒化が顕著になっているとも考えられる。この再結晶で生じたオーステナイト粒は、元の焼き戻しマルテンサイト組織の形状や結晶方位等に依存せずに成長する。したがって、再結晶により生じたと考えられる元の焼き戻しマルテンサイト組織に依存しないオーステナイト粒の生成や成長を抑制することにより、元の母相の組織に依存するオーステナイト組織を形成させることができると考えられる。

【0018】

本願発明の焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の溶接継手は、以上の原理に基づいて作製され、溶接熱影響部における細粒部のクリープ強度が、母材のクリープ強度の90%以上となる。

【0019】

具体的には、本願発明の焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の溶接継手を実現するためには、溶接継手に使用する焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の組成を選定することができる。たとえば、焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼にBを添加することにより、Bが粒界に偏析し、粒界エネルギーが下がるため、 A_{C1} 点以上の温度にさらされた焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の粒界から元のフェライト粒の結晶方位に依存しないオーステナイト粒の核生成や成長が抑制され、若しくは再結晶オーステナイト粒の生成や成長が抑制される。その結果、元のフェライト粒の結晶方位に依存したオーステナイト粒に変態する現象が顕著に現れる。

【0020】

Bの含有量は、重量%で、0.003~0.03%が適当である。0.003%未満では粒界偏析による粒界エネルギー低下の効果が十分でなく、0.03%を超えると硼化物の過剰な形成によって靱性や加工性が著しく損なわれる。好適には、Bの含有量は、0.004~0.02%である。

【0021】

以上のBの効果を引き出すためには焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の組成を考慮する必要がある。オーステナイト粒の形成を母相のフェライト粒の形状や結

晶方位等に依存させるのに有効となる焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の組成は以下に例示される。

【0022】

Nの含有量は、重量%で、0.06%以下が適当である。Nは、NbやVと窒化物を形成してクリープ強度に寄与するが、0.06%を超過すると、Bとの窒化物であるBNの量が多くなるため、添加したBの効果が著しく低下し、また、溶接性も低下する。母材の旧オーステナイト粒径を大きくする場合、Nの含有量は、Bの添加量にもよるが、0.01%以下が好適である。

【0023】

Cの含有量は、重量%で、0.03~0.15%が適当である。Cは、オーステナイト安定化元素であり、焼き戻しマルテンサイト組織を安定化させるとともに、炭化物を形成してクリープ破断強度に寄与する。0.03%未満の含有では炭化物の析出が少なく十分なクリープ破断強度が得られない。一方、0.15%を超過すると、焼き戻しマルテンサイト組織を形成する過程で著しく硬化してしまい加工性が低下する他、靱性も低下する。Cの含有量は、好適には、0.05~0.12%である。

【0024】

Siの含有量は、重量%で、0.01~0.9%が適当である。Siは、耐酸化性の確保に重要な元素であり、製鋼工程で脱酸剤としても機能する。0.01%未満の含有では十分な耐酸化性を得ることができず、0.9%を超過すると靱性が低下する。好ましくは、Si含有量は、0.1~0.6%である。

【0025】

Mnの含有量は、重量%で、0.01~1.5%が適当である。Mnは、製鋼工程で脱酸剤として機能し、脱酸剤として使用するAlの低減を図る点からも重要な添加元素である。0.01%未満では十分な脱酸機能を得られず、1.5%を超過するとクリープ破断強度が著しく低減する。Mnの含有量は、0.2~0.8%が好適である。

【0026】

Crの含有量は、重量%で、8.0~13.0%が適当である。Crは、耐酸

化性の確保に不可欠な元素である。8. 0%未満の含有では十分な耐酸化性得ることができず、13. 0%を超過すると、 δ フェライトの析出量が増加してクリープ破断強度や靱性が著しく低下する。好適には、Crの含有量は、8. 0~10. 5%である。

【0027】

Alの含有量は、重量%で、0. 0005~0. 02%が適当である。Alは、脱酸剤として重要な元素であり、0. 0005%以上含まれていることが必要である。0. 02%を超過して含まれるとクリープ破断強度が著しく低下する。

【0028】

MoとWの含有量は、Mo当量である ($Mo + W / 2$) が、重量%で、0. 1~2. 0%が適当である。MoとWは、固溶強化元素であるとともに炭化物を形成してクリープ破断強度に寄与するが、固溶強化効果を発揮させるには少なくとも0. 1%が必要である。一方、2. 0%を超過すると、金属間化合物の析出が促進され、クリープ強度及び靱性が著しく低下する。好ましくは、 $Mo + W / 2$ は、0. 3~1. 7%である。

【0029】

Vの含有量は、重量%で、0. 05~0. 5%が適当である。Vは、微細炭窒化物を形成してクリープ破断強度に寄与する。0. 05%未満では炭窒化物析出が少なく十分なクリープ破断強度が得られない。一方、0. 5%を超過すると靱性が著しく損なわれる。

【0030】

Nbの含有量は、重量%で、0. 01~0. 2%が適当である。Nbは、Vと同様に、微細炭窒化物を形成してクリープ破断強度に寄与する。0. 01%未満では炭窒化物析出が少なく十分なクリープ強度が得られない。一方、0. 2%を超過すると靱性が著しく損なわれる。

【0031】

Ta、Ti、Hf、Zrは、NbやVと同様に、微細炭窒化物を形成してクリープ破断強度に寄与する。Nbが添加されていない場合には、合計で0. 01%以上の添加がないと十分なクリープ強度が得られない。Nbが添加されている場

合には必ずしも添加する必要はないが、合計の含有量が0.2%を超過すると靱性が低下する。

【0032】

Coの含有量は、重量%で、0.1～5.0%が適当である。Coは、 δ フェライトの生成を抑制し、焼き戻しマルテンサイト組織を形成しやすくするためには、0.1%以上の添加が必要である。ただし、5.0%を超過すると、クリープ破断強度が低下するばかりか、高価な元素であるため経済性が悪くなる。好適には、Coの含有量は、0.5～3.5%である。

【0033】

Ni及びCuは、ともにオーステナイト安定化元素であり、 δ フェライトの生成を抑制し、靱性の向上を図るためにいずれか1種または2種を添加することができる。ただし、Niは、重量%で、0.5%を超えて、Cuは1.7%を超えて添加すると、クリープ強度が著しく低下する。

【0034】

P、S、O、Mg、Ca、Y及び希土類元素は、いずれも不可避的不純物であり、その含有量は低ければ低いほど好ましい。含有量は、重量%で、P:0.03%、S:0.01%、O:0.02%、Mg:0.01%、Ca:0.01%、Y及び希土類元素:0.01%を超過すると、クリープ延性が低下する。

【0035】

本願発明の焼き戻しマルテンサイト系鋼の溶接継手における焼き戻しマルテンサイト系鋼では、以上の元素は、各所定量において1種又は2種以上が含有されるようにし、残部をFe及び不可避的不純物とすることができる。なお、不可避的不純物には、Sn、As、Sb、Se等も挙げられ、これらの元素は粒界偏析しやすい。また、製造工程中にクリープ時にボイド形成を助長しやすい成分が混入する可能性がある。このような不純物元素は極力低減させるのが好ましい。

【0036】

本願発明により、クリープ強度が著しく低下するHAZ細粒部が十分に抑制された溶接継手を実現される。発電用ボイラ・タービン、原子力発電設備、化学工業等の分野で使用される耐熱耐圧溶接継手部材の信頼性が向上し、また、高温で

長時間の使用が可能になり、各種プラントの長寿命化、製造コスト及びランニングコストの低下に加え、さらに高効率な設備の実現も可能となる。

【0037】

以下実施例を示し、本願発明の焼き戻しマルテンサイト系鋼の溶接継手についてさらに詳しく説明する。

【0038】

【実施例】

【0039】

【表1】

	C	Si	Mn	P	S	Cr	W	Mo	V	Nb	Co
P1	0.079	0.30	0.48	<0.001	<0.001	8.77	2.93	<0.01	0.18	0.046	2.91
P2	0.074	0.30	0.48	<0.001	0.001	8.93	3.13	<0.01	0.18	0.046	2.92
T1	0.078	0.30	0.50	0.002	0.002	9.27	1.01	0.98	0.21	0.047	1.54
T2	0.078	0.31	0.50	0.002	0.002	9.28	1.61	0.72	0.20	0.030	2.01
T3	0.079	0.30	0.50	0.002	0.002	9.27	2.01	0.49	0.21	0.048	3.03
S1B	0.12	0.28	0.61	0.018	0.001	10.05	2.05	0.36	0.21	0.06	-
S2	0.09	0.16	0.47	0.010	0.001	8.72	1.87	0.45	0.21	0.06	-
	N	B	Sol.Al	その他			形状	熱処理			
P1	0.0017	0.0047	<0.001	O:0.002 Ni<0.01			板	1080℃-1h AC→800℃-1h AC			
P2	0.0014	0.0090	0.001	O:0.002 Ni<0.01			板	1080℃-1h AC→800℃-1h AC			
T1	0.0017	0.0130	0.002				管	1150℃-1h AC→800℃-1h AC			
T2	0.0075	0.0130	0.002	Ta:0.04 Ni:0.2 Cu:0.05			管	1080℃-1h AC→800℃-1h AC			
T3	0.0029	0.0095	0.002				管	1150℃-1h AC→790℃-1h AC			
S1B	0.059	0.003	0.017	Ni:0.3 Cu:0.97			板材	1050℃-1.6h AC→770℃-3h AC			
S2	0.050	0.002	-				板材	1070℃-h AC→780℃-1h AC			

Mg<0.01%, Ca<0.01%, Y 及び希土類元素<0.01%

表1は、溶接継手の作製及びHAZの組織確認試験に使用した素材の組成、形状及び熱処理を示している。P1、P2材及びT1～T3材は、180kgのインゴットを真空溶解炉を用いて作製した。P1、P2材は、熱間鍛造により30mm厚の板に成形し、表1に示したとおりの熱処理を施した。T1～T3材は、熱間押し出しにより外径84mm－肉厚12.5mmの鋼管に成形し、表1に示したとおりの熱処理を施した。S1Bは、ASME P122材であり、熱処理は表1に示したとおりである。S2は、従来材であるASME P92材の市販同等材であり、熱処理は表1に示したとおりである。

【0040】

P1、P2材、T1～T3材、S1B材、S2材について、同じものを継いで溶接継手を作製した。溶接継手の作製条件は、いずれもガス・タングステン・アーク溶接法にしたがい、電圧10～15V、電流100～200A、Arシールドガス、溶接後熱処理740℃-4hとした。溶接材料は、P1、P2材、T1～T3材の継手にはAWS ER Ni Cr-3材を使用し、S1B材、S2材の継手には共金系の溶接材を使用した。これら溶接継手のHAZ細粒部が、母材の焼き戻しマルテンサイト組織におけるフェライト粒の形状や結晶方位に依存している領域を測定した。この測定において、HAZ細粒部を、図1に示したように、HAZを溶接金属から母材側にかけて2分割した母材側の部分とした。HAZ幅は、マイクロビッカース硬度計を用いた測定により、母材硬さと比較して熱影響により軟化した箇所から溶金までの長さとした。軟化が不鮮明なものについては、光学顕微鏡観察の際にエッチングし、母材より強く曇りを呈した領域の幅を目視にて測定した。具体的には、溶接継手のHAZにおいて断面を切り出し、鏡面研磨を行った後、エッチングして光学顕微鏡により母材の焼き戻しマルテンサイト組織のフェライト粒の形状や結晶方位に依存している領域の面積を測定した。

【0041】

【表2】

溶接継手の母材		母材組織に依存した組織の面積比
本願発明	P1	85%
	P2	85%
	T1	90%
	T2	75%
	T3	85%
従来	S1B	0%
	S2	0%

表2に、溶接継手のHAZ細粒部における母材の組織のフェライト粒の形状や結晶方位に依存している領域の面積比を示した。P1、P2材及びT1～T3材

では、面積比は75%以上に及ぶ。このことから、HAZ細粒部の組織の大半が、母材と同程度の旧オーステナイト粒径を有し、従来の焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼のような微細な旧オーステナイト粒によるHAZ細粒部ではないことが理解される。一方、従来材であるS1B材とS2材のHAZ細粒部は、全て微細な旧オーステナイト粒によって占められていた。

【0042】

なお、母材の焼き戻しマルテンサイト組織のフェライト粒の形状や結晶方位に依存している領域の測定においては、隣接する同じ結晶方位を有する領域であるならばエッチングの濃淡や模様等が同じようになること、HAZ細粒部のさらされる温度と時間を考慮すると、再結晶により成長したオーステナイト粒の大きさは比較的小さいこと、また、再結晶によるオーステナイト粒以外の領域は元のフェライト粒の方位等に依存して変態した領域であるということを考慮した。

【0043】

そして、P1、P2材、T1～T3材の溶接継手についてクリープ試験を行った。クリープ試験は、温度650℃、付加応力は110、120、130MPaとした。いずれの溶接継手においても母材で破断し、HAZ細粒部の優れたクリープ強度が確認された。一方、従来の焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼のS1B材、S2材の溶接継手についてのクリープ試験の結果（温度650℃、付加応力110、90MPa）、いずれもHAZ細粒部で破断し、HAZ細粒部が母材よりクリープ強度が低いことが確認された。

【0044】

なお、650℃における110MPaのクリープ破断時間は、P2材の溶接継手で1930時間であり、S1B材の母材は1300時間、S1B材の溶接継手は950時間であった。P2材の溶接継手は優れたクリープ強度を示した。

【0045】

以上の結果より、本願発明の焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の溶接継手は、HAZ細粒部において母材の焼き戻しマルテンサイト組織におけるフェライト粒の形状や結晶方位に依存している領域の面積比が大きく、HAZ細粒部のクリープ強度が母材のクリープ強度の90%以上であることが確認された。

【0046】

次に、P2材、T2材、S1B材及びS2材から10mm×10mm×20mm程度の小片を切り出し、溶接時にHAZ細粒部が形成される箇所がさらされるような温度環境である950℃に1h保持した後、空冷し、次いで溶接後熱処理（740℃－4h後、空冷）を施した。このような熱処理を施し、母材の焼き戻しマルテンサイト組織におけるフェライト粒の形状や結晶方位に依存している領域の面積比を測定することにより、母材組織に依存している組織の安定性を評価することができる。通常、HAZの組織が形成される熱履歴とは、昇温速度が数十～100K/秒でピーク温度に達し、ピーク温度に数秒程度以下の極めて短い時間の保持若しくは保持なしの過程を経た後、降温速度が数十K/秒程度で100～300℃程度に戻るような熱履歴である。このことから、上記した950℃－1hの熱処理により形成される組織は、実際の溶接時にさらされる条件よりも保持時間が長いため、母材組織に依存しない組織が多くなると考えられる。なお、950℃－1hの熱処理の昇温速度は20℃/分とした。また、いずれの試料のAc3点も950℃以下である。

【0047】

【表3】

溶接継手の母材		母材組織に依存した組織の面積比
本願発明	P2	60%
	T2	60%
従来	S1B	0%
	S2	0%

表3に、950℃－1hの熱処理を施した各試料について、母材組織に依存している組織の面積比を示した。S1B材とS2材は母材組織に依存している組織はまったくなく、一方、P2材とT2材は母材組織に依存している組織は60%に及んでおり、溶接継手のHAZ細粒部の結果と同様な結果となった。

【0048】

もちろん、本願発明は、以上の実施例に限定されることはなく、細部について

は様々な態様が可能であることはいうまでもない。

【0049】

【発明の効果】

以上で詳しく説明したとおり、本願発明によって、クリープ強度が著しく低下するHAZ細粒部が抑制された焼き戻しマルテンサイト系耐熱鋼の溶接継手の実現される。

【図面の簡単な説明】

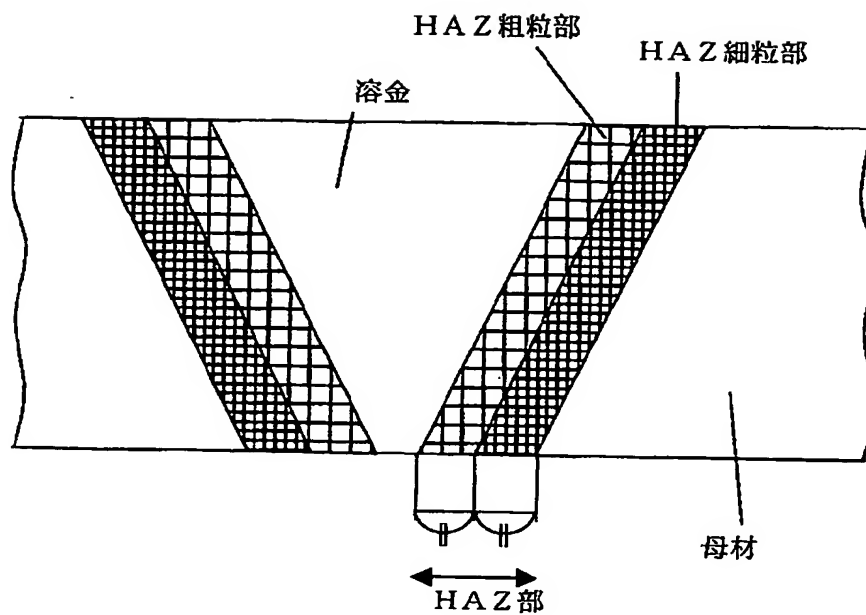
【図1】

溶接継手における溶接熱影響部とその細粒部について概略的に示した図である。

【書類名】

図面

【図 1】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 クリープ強度が著しく低下する H A Z 細粒部の形成を抑制する。

【解決手段】 焼き戻しマルテンサイト組織を有する耐熱鋼の溶接熱影響部における細粒部のクリープ強度が、母材のクリープ強度の 9 0 % 以上である。

【選択図】 なし

認定・付加情報

特許出願の番号	特願 2003-095742
受付番号	50300533306
書類名	特許願
担当官	小暮 千代子 6390
作成日	平成 15 年 8 月 1 日

<認定情報・付加情報>

【特許出願人】

【識別番号】	301023238
【住所又は居所】	茨城県つくば市千現一丁目 2 番 1 号
【氏名又は名称】	独立行政法人物質・材料研究機構

【特許出願人】

【識別番号】	000002118
【住所又は居所】	大阪府大阪市中央区北浜 4 丁目 5 番 3 3 号
【氏名又は名称】	住友金属工業株式会社

【特許出願人】

【識別番号】	000006208
【住所又は居所】	東京都港区港南二丁目 1 6 番 5 号
【氏名又は名称】	三菱重工業株式会社

【代理人】

【識別番号】	100093230
【住所又は居所】	東京都渋谷区宇田川町 37-10 麻仁ビル 6 階 西澤国際特許事務所
【氏名又は名称】	西澤 利夫



特願 2 0 0 3 - 0 9 5 7 4 2

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号

[3 0 1 0 2 3 2 3 8]

1. 変更年月日

2 0 0 1 年 4 月 2 日

[変更理由]

新規登録

住 所

茨城県つくば市千現一丁目2番1号

氏 名

独立行政法人物質・材料研究機構

特願 2003-095742

出願人履歴情報

識別番号 [595013553]

1. 変更年月日 2002年 6月26日
[変更理由] 識別番号の二重登録による抹消
[統合先識別番号] 000002118
住 所 大阪府大阪市中央区北浜四丁目5番33号
氏 名 住友金属工業株式会社

特願 2003-095742

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [000002118]

1. 変更年月日 2002年 6月26日
[変更理由] 識別番号の二重登録による統合
[統合元識別番号] 595013553
住 所 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
氏 名 住友金属工業株式会社

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号

[000006208]

1. 変更年月日

1990年 8月10日

[変更理由]

新規登録

住 所

東京都千代田区丸の内二丁目5番1号

氏 名

三菱重工業株式会社

2. 変更年月日

2003年 5月 6日

[変更理由]

住所変更

住 所

東京都港区港南二丁目16番5号

氏 名

三菱重工業株式会社